

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-110232

(43)Date of publication of application : 28.04.1998

(51)Int.Cl.

C22C 21/02
B22D 11/00
B22D 11/06
C22F 1/05
// C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00
C22F 1/00

(21)Application number : 08-268239

(71)Applicant : FURUKAWA ELECTRIC CO
LTD:THE
KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing :

09.10.1996

(72)Inventor : KURAMOTO SHIGERU
KAKIO TETSUSHI
HAYASHI MINORU
TOTSUGI YOICHIRO
HASHIGUCHI KOICHI
YUKIMOTO MASAO

(54) AL-MG-SI ALLOY SHEET AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an Al-Mg-Si alloy sheet which is the sheet obtd. by subjecting the directly cast and rolled sheet of an Al-Mg-Si alloy to cold rolling as well and having a small secular change and high age hardenability by the control of the conditions in casting and rolling, cold rolling, heat treatment or the like.

SOLUTION: This Al-Mg-Si alloy is the one obtd. by subjecting the directly cast and rolled sheet of an Al alloy having a compsn. contg., as essential elements, by mass, 0.2 to 3.0% Si and 0.2 to 3.0% Mg, one or ≥ two kinds among 0.01 to 0.5% Mn, 0.01 to 0.5% Cr, 0.01 to 0.5% Zr and 0.001 to 0.5% Ti, furthermore contg. one or ≥ two kinds among 0 to 2.5% Cu, 0 to 0.2% Sn and 0 to 2% Zn, in which the content of Fe is regulated to ≤1.0%, and the balance Al with inevitable impurities to cold rolling as well. In this case, the maximum grain size in the metallic structure of this sheet is regulated to ≤100µm, and the maximum length of continuous

Mg₂Si compounds in the surface layer part is regulated to ≤50μm.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 22.04.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3734317

[Date of registration] 28.10.2005

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-110232

(43)公開日 平成10年(1998)4月28日

(51)Int.Cl ⁶	識別記号	P I
C 22 C 21/02		C 22 C 21/02
B 22 D 11/00		B 22 D 11/00
11/06	3 3 0	11/06
C 22 F 1/05		C 22 F 1/05
// C 22 F 1/00	6 8 3	1/00
		6 8 3
	審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁) 最終頁に続く	

(21)出願番号 特願平3-268239

(22)出願日 平成8年(1996)10月9日

(71)出願人 000005290
古河電気工業株式会社
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号(71)出願人 000001258
川崎製鉄株式会社
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
号(72)発明者 倉本 繁
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古
河電気工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 河野 広夫 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 Al-Mg-Si系合金板とその製造方法

(57)【要約】

【課題】 Al-Mg-Si系合金の直接铸造圧延板を更に冷間圧延した板であって、铸造圧延、冷間圧延、熱処理等の条件の制御により、経時変化が小さく時効硬化性の高いAl-Mg-Si系合金板を得ること。

【解決手段】 必須元素としてSi 0.2~3.0% (mass% 以下同じ)、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2% の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金の直接铸造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金相組織における最大結晶粒径が100 μm以下で、表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さが50 μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

(2)

特開平10-110232

1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 必須元素としてSi 0.2~3.0% (mass% 以下同じ)、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の式を満足する条件で、板厚4mm以下の中板に直接铸造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径が100μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

【請求項2】 必須元素としてSi 0.2~3.0%、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み*

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-1/2}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直徑(mm)、v:ロール回速(mm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【請求項3】 請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40~175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径が100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項4】 必須元素としてSi 0.2~3.0%、Mg 0.2~3.0%

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-1/2}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直徑(mm)、v:ロール回速(mm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【請求項5】 請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40~175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径が100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項6】 板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580°C以下の温度で2~24時間保持の均質化処理(加熱・冷却速度30~100°C/時間)を行い、その後冷間圧延することを特徴とする請求項2~5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

*み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

※ 3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

$$\textcircled{3}: P \geq 1.5 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-1/2}$$

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、経時変化の少ない焼付硬化性に優れたAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものであり、さらに具体的には自動車部品、家電製品等の曲げ成形、プレス成形等に用いる成形用に好適なAl-Mg-Si系合金の圧延板を、従来技術と比べて廉価な製造コストで製造できる直接铸造圧延と冷間圧延により製造するAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものである。なお本明細書において、Al合金の添加元素の含有量は、全てmass%を意味するものであるが、これを単に%と記している。

【0002】

【従来の技術】 自動車の外板、家電用のシャーシ等は、耐食性及び延性に優れ、かつ加熱により時効硬化するAl-Mg-Si系合金板を、所定の形状に成形し、しかも後塗装・焼付け加熱して時効硬化させ、製品にする場合が多い。しかしながら、従来の製造方法で製造されたAl-Mg-Si系合金板は、溶体化処理後室温に放置(自然時効)により、G.P.ゾーンが析出し、その焼付け加熱時に強度向

(3)

特開平10-110232

3

上に寄与する β' と称されるMn-Siの中間相またはそれに準ずる強化相の析出を阻害してしまうため、溶体化処理後長時間経過してしまった材料では、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかつた。更に、G.P.ゾーンの析出に伴つて強度が上昇し、延性が著しく低下するという問題も同時に生じていた。

【0003】この問題を解決する方法として、特公平05-7460に示されているような溶体化処理後の予備時効処理、また特開平04-259358に示されているような復元処理、またそれらを組み合わせた処理などが考案されている。しかし、これらの処理により、延性を損なうことなく塗装・焼付け時の強度上昇を増加させることができくなるものの、工程が増えることにより製造コストが高くなる問題がある。従来の成形用Al-Mg-Si系合金圧延板及びその成形品は、前記の改良の製造方法も含めて以下のとく製造されている。即ち、これらは、まず所定の合金組成の鋳塊を製造し、これを面削及び均質化処理し、統いて冷間圧延、冷間圧延（必要に応じて焼純）、溶体化処理、前記の予備時効処理又は復元処理、成形、時効硬化処理（塗装・焼付け加熱）して製造されている。このように従来の製造方法は、工程が非常に長く、また大型設備も必要とする等により、製造コストは高くなり、必ずしも工業的な生産に向いているとはいえない状況にある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、室温放熱による自然時効時に析出するG.P.ゾーンを抑制し、塗装・焼付け加熱時に速やかに強化相が析出して高い焼付け耐久性が得られるよう、経時変化が小さい成形用Al-Mg-Si系合金板を、工程が極めて短いこと等により低コストで製造できる直接铸造圧延法と従来の冷間圧延法を組み合わせることによって得ることである。また本発明の他の課題は、この好みしい製造条件を見出すことである。なお、ここでいう直接铸造圧延法とは、図1、図2に示すことく、双ロール1、2間にノズル3より溶湯4を連続的に供給し、溶湯の铸造凝固の直後に、前記双ロール1、2で圧延して、溶湯から直接に長尺の圧延板、*

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t: 出側板厚(mm)、w: 出側板幅(mm)、D: ロール直径(mm)、v: ロール周速(mm)、T: 出側板の表面温度(°C)、R: 冷却率(%)

【0007】請求項3の発明は、前記請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、統いて400°C～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMn-Si化合物

4

* そのコイルとするものである。この方法は、連続铸造板のみを得る方法とは異なり一般にはハンター法、直接圧延法等と呼ばれているものであるが、本明細書においては直接铸造圧延法ということとする。この製造方法は、従来別工程で行われている鋳塊又は铸板とする工程、均質化処理工程、熱間及び冷間圧延工程等を一工程で行うもので、多くの工程が省略できる利点がある。

【0005】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決するための請求項1の発明は、必須元素としてSi 0.2～3.0% (mas %、以下同じ)、Mg 0.2～3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金の直接铸造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織の最大結晶粒径が100μm以下であり、且つ表層部の連続したMn-Si化合物の最大長さが50μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板であり、

【0006】また、請求項2の発明は、必須元素としてSi 0.2～3.0%、Mg 0.2～3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の①式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、統いて400°C～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180～320°Cに再加熱して0～25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMn-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり、

①: $P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$

の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0008】また、請求項4の発明は、必須元素としてSi 0.2～3.0%、Mg 0.2～3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の②式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、70%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、統いて400°C～材料の溶融

(4)

特開平10-110232

5

温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180～320°Cに再加熱して0～25分の保持を行い、その後の金*

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \quad * \text{ 層組成の最大結晶粒径を } 100 \mu\text{m} \text{ 以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを } 50 \mu\text{m} \text{ 以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり。}$$

ただし、

t:出側版厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直徑(mm)、v:ロール周速(mm)、T:出側版の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【0009】請求項5の発明は、前記請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接铸造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40～175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その後の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0010】更に、請求項6の発明は、板厚2mm以下の板に直接铸造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580°C以下の温度で2～2.5時間保持の均質化処理(加热・冷却速度35～100°C/時間)を行い、その後冷間圧延することを特徴とする前記請求項2～5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】前記各請求項の発明のうち、請求項1の発明は、直接铸造圧延法と冷間圧延によって得られた板に関するものであり、請求項2～6の発明は、前記板の製造方法に関するものである。以下、前記各発明について詳細に説明する。

【0012】(1) 請求項1の発明について

まず、本発明に係る板の合金組成を前記のごとく限定した理由について説明する。Siは、塗装・焼付け加熱時にMgと共にMg-Siと称されるMg-Siの中間相またはそれに準ずる強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。Mgは、溶体化処理後にはマトリックス中に固溶しており、延性の向上に寄与する。また、上述のように塗装・焼付け加熱時にSiと共に強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。以上のようにSi、Mgは塗装・焼付け加熱時に強化相として析出し、強度を向上させる。この両元素の存在比が異なるとその焼付け硬化性も異なり、Si、Mgの重合比がSi>0.3Mg%の場合、Mg-Si相に対し過剰Siとなり、より優れた焼付け硬化性が得られる。なお、塗装・焼付け加熱時の時効挙動をコントロールするために、Ag、Cdなどを少量添加しても、本発明の効果を損なうことはない。

* 層組成の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg-Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり。
 $\exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{0.5}$

【0013】Mn、Cr、Zr、Tiは、それぞれ結晶粒の微細化あるいはマトリックス強度を向上させるために添加される。その添加は、必要に応じてMn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上である。それより下限未満では効果が少なく、上限を超えると溶体化処理後の延性が低下する。

また、Cu、Sn、Znは、塗装・焼付け加熱時に析出し強度を向上させる。またSnの添加は表面品質を改善する効果もある。その添加は、必要に応じて、Cu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上である。ここで、各元素が1%とは、添加しない場合もあることを意味する。また添加する場合で、各元素をそれぞれ、2.5%以下、0.2%以下、2.0%以下と規定したのは、これらを越えると耐食性が低下する、および焼き入れ感受性が高くなる等の弊害を生じるためである。Feは、通常Alの不純物として含まれるものである。しかし、FeはSiと化合物を作りやすく、1.0%を越えて含まれると塗装・焼付けの際の加熱時の強度向上を阻害する。なお、铸造組織の微細化材として通常添加されるBなどは、0.1%以下添加であれば、特に本発明の効果を損なうことはない。

【0014】次に、本発明の圧延板の金属組織における最大結晶粒径を100μm以下としたのは、100μmを越える場合は、成形用材料として十分な延性が得られない。成形後に肌荒れが生じる等、成形材料として好ましくないからである。また、本発明に係る圧延板の表層

39 部の金属組織において、連続したMg-Si化合物の最大長さが50μm以下としたのは、前記の最大長さが50μmを越えるようなMgやSiを含む粗大な主溶質系化合物が、塗装・焼付け前にすでに析出しているような場合には、固溶量が不足しており、塗装・焼付け加熱時の強度向上が十分でなくなるからである。なお、本発明に係る圧延板の板厚は、0.7～3mm程度である。本発明に係るAl-Mg-Si系合金板の内容は以上のとおりであるが、かかる圧延板は、後に記す実施例でも明らかなどく、塗装・焼付け加熱前の伸びが2.7%以上で成形性に優れ、また成形後の塗装・焼付け時の加熱において、強度(YS)の向上が加熱前に比し、100MPa以上高くなり、前述のような各種用途の成形材料に適している。

【0015】(2) 請求項2、3の発明について
 請求項2、3の発明は、前記請求項1の発明に係る圧延板の製造方法に関するもので、直接铸造圧延した後、これを冷間圧延や熱処理して製造するものである。本発明のこの直接铸造圧延法を、具体的に図で説明すると、図1及び図2に示すような双ロールによる直接铸造圧延装置を用いて、前記請求項1に記載のAl合金溶湯4を

(5)

特開平10-110232

7

ノズル3を通して、双ロール1、2間に連続的に供給し、ノズル3の先端Bから双ロール1、2の最接近点A間で、鋳造・凝固させ、A点近傍で圧延を行うものである。なお図2において、C点は溶湯の最終凝固点である。本発明は、このように製造した直接鋳造圧延板に、更に冷間圧延および溶体化処理を施した後に急冷し、引き続き再加熱処理(請求項2)または高温コイル巻き取り(請求項3)を行うものである。

【0016】これらの製造方法は、従来法のDC鋳造での*

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/4} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、
t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直徑(mm)、
v:ロール周速(m/min)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延した後、15%以上70%未満の冷間圧延、続いて400°C~材※

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/4} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

としたのは、これより小さい圧下荷重では、凝固終了からの塑性変形量が不足し、晶出相の分断が十分に行われず、従来法で製造した場合に比べ伸びが低下してしまうためであり、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となる。なおこの条件式は、後工程の冷延時の圧下率が、15%以上70%未満の場合である。なお、直接鋳造圧延後の冷却速度については、特に制限は設けないが、その後の溶体化処理の効果を十分に発揮させるためにはなるべく速い速度で冷却するのが望ましい。

【0017】冷延率を15%以上としたのは、これ以下の場合には凝固時に生じた組織の粉砕が十分に行われず、延性的の低下を招くからであり、上限を70%未満としたのは、70%を越える冷延率の場合には、直接鋳造圧延時の圧下荷重の条件式が上述のものとは異なるためである。また、溶体化処理温度を400°C以上としたのはMgやSiを固溶させるためであり、2°C/s以上の冷却速度で175°C以下の温度まで急冷するのは、冷却前に固溶しているS、P等の添加元素の析出を極力生じさせずに過飽和に固溶させ、この後の塗装・焼付け加熱時に微細な強化相を析出させて強度を向上させることが第1の目的であるが、2°C/s未満の冷却速度または175°C以上の温度への冷却では冷却中に粗大な化合物が析出していくため、伸びの低下も招いてしまうからである。

【0018】本発明の請求項2、3に記載の製造方法においては、上述の溶体化処理後に、2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行う(請求項2:復元処理)か、あるいは上述の溶体化処理後に、2°C/s以上の冷却速度で40~175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り(請求項3:高温コイル巻き取り)を必要とする。これは、上述の工程によっても、従来の工程で得られる板材とほぼ同等の性能の板材を製造することは可能であるものの、従来法と同様に自然時効によりG.P.ゾーン

8

*凝固・熱間圧延での塑性加工という金属組織を創出するために必要な処理を、一回の双ロールによる直接鋳造圧延で実現させることを特徴としており、この双ロールでの直接鋳造圧延条件を適切に定めることが非常に重要となる。そのような条件を見いだすために、双ロール直接鋳造圧延の条件と金属組織および機械的特性との関係について精力的に基礎的観点からの検討を行い、その結果双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を次の①式、

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/4} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

※料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷することにより、従来法と同等の性能を有するAl-Mg-Si系合金板を製造することが可能であることを見いたした。ここで圧下荷重P(ton)を、

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^6 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/4} \cdot v \cdot \exp \left\{ \frac{1600}{(T+273)} \right\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ンが折出し、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかったり、強度が上昇して成形性が著しく低下するという問題が生じるからである。双ロールによる直接鋳造圧延による場合も、従来法と同様に上記の復元処理あるいは高温コイル巻き取りにより、自然時効によるG.P.ゾーン生成を抑制する必要がある。

【0019】請求項2の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、175°C以下の温度に急冷し、引き続き再加熱処理(復元処理)を行うが、この処理は、180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その後室温まで放冷するものである。ここで0分の保持とは、保持しないこと即ち180~320°Cの温度に到達したら、保持することなく冷却することも含む意味である。この再加熱処理は、通常連続焼純炉(CAL)で実施するのが好ましい。また、請求項3の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、40~175°Cの温度に急冷し、この温度範囲でコイルに巻き取り(高温コイル巻き取り)を行い、その後室温に放置等の処理を行なうものであるが、この高温コイル巻き取り後の処理は、巻き取りコイルをそのまま室温に放置して放冷してもよいし、巻き取り温度(40~175°C)で炉中に3~6時間以内保持し、その後放冷してもよい。また、更に高温コイル巻き取り後、しばらく室温に放置し、続いて40~175°Cの炉中に3~6時間以内保持し、その後放冷してもよい。これらの高温巻き取り後の処理は、Al-Mg-Si系合金材について従来から知られている方法が、必要に応じて適用される。なお、この復元処理及び高温コイル巻き取り処理の熱処理条件に範囲があるのは、下限未満でも又上限を超えても所定の性能が得られないからである。また、溶体化処理統一して急冷から復元処理実施までの室温放置時間については特に制限する必要はなく、数ヶ月以上放置した後に復元処理を行ってもその効果が損なわれることはない。

【0020】(3)請求項4、5の発明について

(5)

特開平10-110232

9

19

請求項4、5の発明は、前記請求項1の発明に係わる圧延板の別の製造方法に関するものである。即ち、前記請求項2、3に記載の製造方法において、直接鋳造圧延後＊

②: $P \geq 2.9 \times 10^4 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp\{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-1}$
 ただし、
 t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直徑(mm)、
 v:ロール周速(mm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

とし、請求項2、3に記載の場合に比べて、圧下荷重に関する条件を変化させている。これは冷間圧延率が70%を越えると、冷延中に晶出相の分断が行われるようになるため、直接鋳造圧延時の圧下荷重を請求項2、3の場合ほど大きくする必要がないからである。また、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となるのは、請求項2、3の場合と同様である。冷間圧延後の溶体化処理、急冷、復元処理(請求項4)若しくは高溫コイル巻き取り(請求項5)の条件、意義、効果等は、前記の請求項2、3で説明したことと同様である。

【0021】(4) 請求項6の発明について
 請求項6の発明は、請求項2～5に記載の製造方法において、直接鋳造圧延してコイルに巻き取り、これを均質化処理し、続いて冷間圧延を実施する製造方法である。このような均質化処理は、直接鋳造圧延板の凝固偏析の解消および遷移元素を含む分散相粒子の析出を目的として行うものであり、これにより延性の改善や強度の向上＊

＊の冷間圧延率が70%を越える場合であり、この場合には
 双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を②式、

$$\text{②: } P \geq 2.9 \times 10^4 \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp\{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-1}$$

＊をはかることができる。この均質化処理条件を、580°C以下での温度で2～24時間保持(加熱・冷却速度30～100°C/時間)としたのは、上記目的の特性を得るためにある。

【0022】以上説明したように、本発明により、経時変化の小さい焼付け硬化性に優れるAl-Mg-Si系合金板を低コストで製造することが可能となる。従来法と同様に自然时效を抑制するための復元処理あるいは高温巻き取りが必要となるものの、その前段階までの造塊、面削、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延等の工程が大幅に簡略化されるため、トータルの製造コストは大幅に低減される。

【0023】

【実施例】次に、本発明を実施例(本発明例)を、比較例とともに、さらに詳細に説明する。表1に示す組成のAl-Mg-Si系合金浴湯を、図1、図2に示す構型の双ロールによる直接鋳造圧延装置で板とし、これを見に冷間圧延して、厚さ0.7～3mmの板材を製造した。この製造条件の詳細を表2に示す。

【0024】

【表1】

合金 No.	合金の化学組成 (mass%)										
	Si	Mg	Fe	Cu	Sn	Zn	Mn	Cr	Zr	Ti	Al
本 発 明 例	1	1.4	0.4	0.2	-	-	-	-	-	0.02	残部
	2	0.8	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	0.02	残部
	3	0.8	0.4	0.2	0.3	-	-	0.2	-	0.02	残部
	4	1.0	0.4	0.1	-	-	-	-	0.05	-	0.02
	5	0.8	0.4	0.1	0.8	-	-	-	0.06	0.02	残部
比 較 例	6	0.05	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	0.02	残部
	7	4.2	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	0.02	残部
	8	1.4	0.15	0.2	-	-	-	-	-	0.02	残部

【0025】

【表2】

新開平10-119232

12

11

出生： 天蠍（合運 810% 未滿） -3.8×10^{-6} , 1. = w, D=1.2, r= exp{ $\{(\ln(1.125) - 1.066)/0.5\}$ }, $\{(\ln(1.125) - 1.066)/0.5\}$

【0026】このように製造された板材について、板の金属組織における最大晶粒径を光学顕微鏡で測定した。また、表面部の連続した MnS 化合物の最大長さを、走査型電子顕微鏡を用いて反射電子像の観察を行って、測定した。また、製造後1、5、20、60日間、室温に放置した後、引張試験を実施した。さらに塗装・焼付け加

熱をシミュレートした 175°Cで60分の加熱を施した後に引張試験をねこなった。引張試験はJIS S号引張試験片により、引張強さ、耐力、伸びを測定した。これらの結果を表3に示す。

[0027]

50 【表3】

(8)

特開平10-110232

13

14

試験 記号	金型記述	機械的特性												
		最大引張 強度 (kg)	最大長さ 50mmを 越える部 分の有 無	測定日数	1日後			5日後			20日後			
					加熱前 前、後	TS (MPa)	YS (MPa)	E1 (GPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	E1 (GPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	E1 (GPa)
本 発 明	A	52	無	加熱前 加熱後 増分	240 114 29.8 265 241 24.6 55 127	228 121 29.0 259 244 24.8 52 123	239 127 29.5 263 240 23.8 69 122	239 127 29.6 262 231 25.7 64 121						
	B	64	無	加熱前 加熱後 増分	239 123 30.3 255 244 27.4 57 121	238 121 33.1 259 250 23.1 62 118	238 127 32.1 263 244 26.8 60 117	238 127 32.1 262 245 24.2 54 118						
	C	55	無	加熱前 加熱後 増分	238 107 38.8 253 235 24.4 52 128	238 111 32.4 250 235 24.5 52 128	238 117 32.8 263 240 24.1 69 123	238 117 32.8 262 241 26.5 54 124						
例 B	D	48	無	加熱前 加熱後 増分	232 115 30.4 274 239 23.0 42 124	228 121 32.0 250 242 24.9 52 121	238 127 30.5 263 247 26.2 69 120	238 127 33.1 262 248 25.0 54 123						
	E	15	無	加熱前 加熱後 増分	239 123 30.3 255 244 27.4 57 121	238 121 31.5 250 239 23.1 52 118	238 127 30.3 263 244 26.8 60 117	238 127 30.3 262 245 24.2 54 118						
	F	58	無	加熱前 加熱後 増分	242 126 30.9 268 244 26.6 61 124	245 123 27.2 269 245 28.9 56 122	238 123 28.6 268 236 23.5 60 113	238 122 28.2 262 232 25.7 54 110						
比 較 例	G	42	無	加熱前 加熱後 増分	242 119 34.2 303 244 26.6 61 125	243 121 34.5 239 242 22.9 56 121	238 121 33.2 268 236 23.5 60 115	238 123 33.0 262 234 25.7 54 111						
	H	<u>137</u>	直	加熱前 加熱後 増分	209 114 15.9 245 160 11.0 43 45	204 121 15.7 244 165 10.9 40 44	203 127 10.9 248 164 10.9 40 37	201 127 15.4 238 159 11.3 37 32						
	I	<u>227</u>	無	加熱前 加熱後 増分	227 112 23.3 277 234 22.1 50 121	238 113 24.1 278 233 23.7 46 120	245 111 23.7 266 231 22.5 43 120	249 111 23.5 268 233 22.1 44 124						
同 時	J	56	直	加熱前 加熱後 増分	237 130 27.5 277 195 28.4 50 85	239 129 27.3 278 194 28.7 46 85	245 147 28.9 268 193 27.3 43 88	249 144 27.0 263 189 25.6 44 85						
	K	49	無	加熱前 加熱後 増分	245 143 31.7 297 212 24.4 52 89	245 147 31.0 302 200 22.6 57 85	248 158 29.8 296 200 22.0 58 82	257 159 30.0 312 203 24.7 55 49						
	L	58	無	加熱前 加熱後 増分	176 86 26.9 173 87 26.5 -3 1	180 88 27.3 172 87 25.9 -6 1	175 87 27.3 177 88 26.1 1 1	174 87 27.2 176 86 26.4 2 1						
N	<u>105</u>	無	加熱前 加熱後 増分	248 139 14.9 317 278 12.1 62 112	252 159 13.8 316 267 16.9 64 103	255 155 12.4 305 264 11.3 59 109	239 160 13.8 311 265 11.4 52 106							
	O	58	無	加熱前 加熱後 増分	233 192 32.3 255 152 30.6 22 16	231 135 33.0 248 151 33.6 17 19	234 134 31.8 254 158 31.2 28 24	234 122 32.2 256 156 30.5 22 26						

(三) 合格基準値：加熱によるYS増加分 $\geq 100\text{ MPa}$ 、加熱前の伸び $\geq 2.7\%$

【0028】表3より明らかのように、本発明の圧延板及びその製造方法(A-G)では、塗装・焼付けの際の加熱による耐力上昇が大きく(100MPa以上)、加熱前の延性(伸び)も優れ(2%以上)、さらにこれらの特性の室温放置による安定性に優れていることがわかる。これに対して、本発明で規定した組成ははずれるか又は本発明

の製造条件を外れる比較例(H-N)は、加熱前後の耐力上昇が小さく、または加熱前の延性(伸び)の点でも劣っていることがわかる。

【0029】

【発明の効果】このように本発明に係わるAl-Mg-Si系合金板及びその製造方法によれば、自然時効時のG.P.ゾー

(9)

15

ンの折出を抑制し、塗装・焼付けの際の熱で追々かに強化組が折出し、経時変化が小さく高い時効硬化性を有するAl-Mg-Si系合金板を低成本で得ることができるもので、工業上顕著な効果を奏するものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】橋型双ロールによる直接铸造圧延装置（断面）の概略説明図である。

【図2】図1のD部を拡大した詳細図である。

【符号の説明】

特開平10-110232

16

* 1 上ロール

2 下ロール

3 ノズル

4 金属浴湯

5 直接铸造圧延板

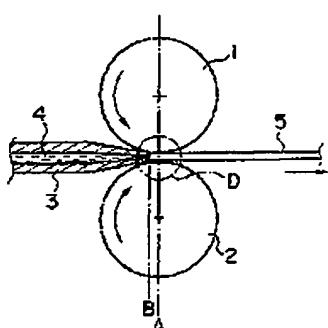
A 双ロールのセンターライン（ロールの最接近点）

B ノズルの先端

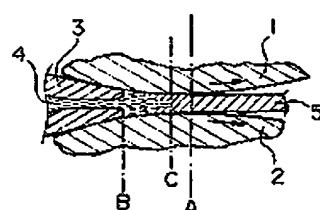
C 浴湯の最終凝固点

*

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int.CI. ^o	識別記号
C 22 F 1/00	6 8 5
	6 8 6
	6 9 1
	6 9 2
	6 9 4

F I
C 22 F 1/00
6 8 5
6 8 6 B
6 9 1 B
6 9 2 A
6 9 2 B
6 9 4 A

(72)発明者 堀生 哲史
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 林 稔
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 戸次 洋一郎
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 橋口 耕一
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 行本 正雄
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内